

冷間鍛造用ピレット、冷間鍛造用ピレットの製造方法、
冷間連続鍛造方法、クランク軸の冷間鍛造方法、
軸付き円盤部品の冷間鍛造方法および冷間鍛造用金型装置

1. 発明の分野

本発明は、中間焼純を必要とせず高い変形能の冷間鍛造が連続して可能で且つ焼入れ性を損なわない冷間鍛造用ピレットとその製造技術、当該ピレットを用いたエンジンのクランク軸等の軸付き円盤部品の冷間連続鍛造方法、更には冷間鍛造用金型装置に関する。

2. 関連技術の説明

従来、自動二輪車等のエンジンのクランク軸やコンロッド等の成形は熱間鍛造が主流であり、材料を再結晶温度以上に加熱して鍛錬成形するのが一般的である。

熱間鍛造用の素材としては調質鋼と非調質鋼がある。調質鋼は加熱（約1200°C）した後、焼入れと焼戻しを施して強度及び韌性の向上を図ったものであり、クランク軸の素材として用いる炭素鋼には通常調質が施される。

また、非調質鋼は予めバナジウム等を添加しておいた材料を加熱（約1200°C）した後、空冷することで強度及び韌性の向上を図ったものである。

また、クランク軸について説明すれば、クランク軸の一部、即ちウォームやチーパ部等は他の部分よりも高硬度が要求される。これらの部分を後に高周波焼入れ等によって部分的に高硬度にするには、C（炭素）が含まれていなければならぬので、クランク軸用の熱間鍛造の素材としては、J I S S 4 8 C.（以下、単にS 4 8 Cと記す）等の炭素鋼が用いられている。

因みに、S 4 8 Cの成分割合は、Cが0.45～0.51wt%、Siが0.15～0.35wt%、Mnが0.6～0.9wt%、Pが0.03wt%以下、Sが0.035wt%以下、Cuが0.3wt%以下、Niが0.2wt%以下、Crが0.2wt%以下が基準とされている。

上記のようなS 4 8 Cの冷間鍛造能力は、据込み率が70～75%程度であり、据込み率が90%以上の変形量の多い冷間鍛造を行うと材料割れが生じて成形す

ることができない。

この変形能に影響を及ぼす元素として、Si、P、S或いはCu等があり、Siは鋼の硬さや引張り強さ等を高め、熱処理にあたっては結晶粒の成長を早める作用があるものの、伸びや衝撃値を減じて鍛造性を害するようになり、またPも、フェライト中に固溶すると硬さや引張り強さをやや増すが、衝撃値を減じて加工時に割れやすく、冷間脆さの原因となる。また、Sが多量に含まれると、冷間鍛造時にクラック発生の起点となる硫化マンガン (MnS) が析出し、加工中に割れを生じやすくなり、Cuの含有量が多くなるとフェライト硬さを増加させ、冷間鍛造性を損う原因となる。

一方、焼入れ性の確保の点から、Cの含有量は、上記熱間鍛造用素材と同等の量が望まれ、またMnもフェライト中に固溶すると、鋼の変態点を下げて焼きが入りやすくなるため、熱間鍛造用素材と同等の量が望まれる。

熱間鍛造による成形は、金型表面が摩耗しやすく、その結果鍛造品の精度が悪くなり、鍛造後の機械加工による取代が大きくなつて加工効率が低下する。そして、レース加工代が大きい為に機械台数も多くなり初期投資が膨大になる。

また、熱間鍛造にあつては、加熱後に鍛造するためにスケールが発生し、更に離型剤等の塗布が必須になるので作業環境を最適に保つことが困難である。

一方、冷間鍛造によれば、成形精度や作業環境更には初期投資の問題を解消することができるのであるが、最大の問題は変形能が小さく割れが発生してしまうことである。

従来でも冷間鍛造が試みられており、クランクシャフトを製造する場合の従来の冷間鍛造工程を図25に示す。

従来の冷間鍛造にあつては、圧延後に徐冷することでビレットを軟化処理し、次いで冷間にて絞り成形と据込成形を施し、この後、絞り成形と据込成形で生じた歪をキャンセルするため、中間軟化処理を施し、次いで、再び冷間にて荒成形、仕上げ成形、外周抜きとピン穴抜きを行い、この後、軸研磨や高周波焼入れ等の仕上げ加工を行っている。

上述した従来の冷間鍛造にあつては、熱間鍛造に比較して据込み成形の際に割れが発生しやすい。そこで、この割れを防止するため、成形の途中で軟化処理を

行い、それまでの冷間鍛造で生じた歪を一旦キャンセルしている。変形率が大きくなる場合には、中間の軟化処理を更に増やす必要がある。

このように、中間に軟化処理工程を挟むことで、連続（型代えは行う）して行っていた冷間鍛造が途切れ、且つ途中に熱処理装置を配置しなければならないので、熱間鍛造ほどではないが、同様の問題がある。

そこで第1発明及び第2発明は、冷間鍛造による連続成形が可能、つまり成形の途中で中間軟化処理が不要で、焼入れ性が良い冷間鍛造用ビレットの成分組成を提供すること、及びそのような冷間鍛造用ビレットの製造方法を提供することを目的とする。

更に、第3発明は冷間鍛造による連続成形が可能なビレットを製造するために必要な球状化工程を単純化した冷間鍛造用ビレットの製造方法を提供することを目的とする。

また自動二輪車等のエンジンのクランクシャフトの製造において、左右の軸付き円盤状の分割型クランク軸を成形し、これをピンで連結するような方法が採用されることがあり、このような分割型クランク軸の成形方法として、例えば特開昭58-215237号のような技術が知られている。

この技術では、丸棒素材を鍛造して軸付き円盤状のクランク本体部を成形するとともに、バランサウェイト部を別体に成形し、このバランサウェイト部をクランク本体部の円盤部に結合して一体化するようにしている。

ところが、上記のようにクランク本体部とバランサウェイト部を別体に成形し、これを結合する方法は、加工工数が増加するという不具合がある。

また結合工程は、それぞれの成形工程とは工程系列が異なるため、それに伴う段取り換えが発生するという問題もある。

一方、熱間鍛造で成形すると、後工程でスケール等を除去するための切削加工や、精度保証のための機械加工を必要とし、加工効率が必ずしも良くなく、歩留りが悪いという問題がある。

そこで第4発明に係るクランク軸の冷間鍛造方法は、スケールを除去するような機械加工の手間を廃止するとともに歩留りを向上させ、大幅なコストダウンを可能にすることを目的とする。

また、第5発明に係る軸付き円盤部品の冷間鍛造方法、第6発明に係るクランク軸の冷間鍛造方法および第7発明に係る軸付き円盤部品の冷間鍛造方法は、体積の異なる円盤部を有する軸付き円盤部品を製造するにあたり、体積差の部分を別体に成形して結合するという異系列の工程を廃止し、段取り換え等の手間を無くすとともに、歩留りを向上させることを目的とする。

また、クランク軸に関する鍛造装置として特開昭60-102245号公報に開示されるものが知られている。

特開昭60-102245号公報には、分割型クランクシャフトの軸部に鍛造によってスライスを成形する技術が開示されている。具体的には、熱間鍛造にて全体形状の成形が終了した分割型クランクシャフトの軸部を下型にセットし、この分割型クランクシャフトのウェイト部を上型の加圧子（ニブ）で押圧し、下型に設けた歯型で軸部にスライスを形成するにあたり、前記加圧子を分割するとともに分割した加圧子の裏側に弾性体を介在せしめ、段差を有するウェイト部を介して押圧する場合でも、軸部中心を均等加圧して、軸側端面振れを是正するようにしたものである。

冷間鍛造によれば、成形精度や作業環境、更には初期投資の問題を解消することができるのであるが、金型への負担も大きく金型の寿命が短く、この点でコストがかかるという問題がある。また、前記した先行技術のように、ウェイト部の高さに対応してニブを分割しても、これは既に形成されたウェイト部にどのように対応するかの解決策であり、これからウェイト部を成形する場合には当てはまらない。

そこで、上記の問題を解決するために第8発明に係る冷間鍛造用金型装置を提供する。

3. 発明の概要

第1発明は、連続して冷間鍛造を行うための鉄鋼材のビレットの材料組成として、Cが0.46～0.48wt%、Siが0.14wt%以下、Mnが0.55～0.65wt%、Pが0.015wt%以下、Sが0.015wt%以下、Cuが0.15wt%以下、Niが0.20wt%以下、Crが0.35wt%以下含まれるものとした。

第1発明にあっては、熱間鍛造用素材であるS48Cの成分組成を基本にし、焼入れ性確保の点からCの量をS48Cと同等にした上で、冷間鍛造時の材料割れの原因になりやすいSi、P、S及びCrの量をどの程度まで削減しなければならないかを検証し、前記組成の冷間鍛造用ビレットとした。

因みに、このような冷間鍛造用ビレットは、第2発明のように、棒状素材を1回目の球状化焼鈍処理して内部の炭化物を球状化した後、所定の断面減少率で引抜き加工し、所望の寸法に切断した後、更に2回目の球状化焼鈍処理によって内部の炭化物の分散を促進し球状化率を高めるようにして製造すれば、硬度が低下して成形性が良くなり、また表層部の伸び率も良くなつて好適である。また、冷間鍛造後の製品硬度は時効処理によって高めることができる。

上記の焼鈍処理にて、ビレットを構成する炭化物のアスペクト比を300%以下にでき、結果として、上記組成のビレットは限界据込み率を90%以上とすることが可能になる。

第2発明において、棒材を所望の寸法に切断する場合には、前記引抜き工程と第2の球状化焼鈍工程との間で行うのが好ましい。

前記第1の球状化焼鈍工程では、素材全体の加工性を向上させて内部まで歪みを与えることができるようになるとともに、パーライトの微細化を図り、引抜き工程では、後工程の焼鈍で生じるオーステナイト粒の微細化を図って球状化速度を速める。また第2の球状化焼鈍では、炭化物の分散を図り、一層球状化率を高める。

上記したように、ビレット組織を球状化することで、連続して冷間鍛造することができるのであるが、ビレット組織を球状化する工程の更なる単純化が望まれる。

即ち、第2発明のように引抜きの前後でそれぞれ球状化焼鈍（合計2回）を行えば、ビレット組織を微細な球状化組織にすることができますのであるが、コスト的には更なる工程の省略が望まれる。

そこで第3発明に係る冷間鍛造用ビレットの処理方法は、加熱炉から導出した素材を圧延後に急冷することで表面を微細なマルテンサイト組織とし、次いで素材を焼鈍して前記表面のマルテンサイトをフェライトとセメンタイトからなる微

細な球状化組織とした。

上記の焼鈍によって素材内部は、フェライトとパーライトの混合相であったのが、パーライトが分断して球状化が進行する。したがって、内部も表層も球状化し、変形能が極めて大きくなる。

前記焼鈍の条件としては、例えば、素材を約740℃で6時間保持した後、約680℃まで20℃/hrの冷却速度で、降温後炉冷するか、或いは、素材を約750℃で4時間保持した後、約735℃で3.5時間保持し、この後、約680℃まで15℃/hrの冷却速度で、降温炉冷する等が考えられる。

また、前記素材としては、第2発明と同様に、C(炭素)が0.46~0.48wt%、Si(珪素)が0.14wt%以下、Mn(マンガン)が0.55~0.65wt%、P(リン)が0.015wt%以下、S(硫黄)が0.015wt%以下、Cu(銅)が0.15wt%以下、Ni(ニッケル)が0.20wt%以下、Cr(クロム)が0.35wt%以下含まれ、残部がFe(鉄)と不純物からなる炭素鋼が適当である。

また第4発明に係るクランク軸の冷間鍛造方法は、連続した冷間鍛造によりビレットからクランク軸を成形するようにし、ビレットを押出して、本体部に連なる少なくとも2段以上の多段軸部を成形する第1の工程と、この成形品を据込み絞りして本体部の径を広げると同時に多段軸部の少なくとも一部の径を絞る第2の工程と、この成形品を据込み絞りして本体部を非対称形状に荒地加工すると同時に多段軸部の少なくとも一部の径を絞る第3の工程と、この成形品の本体部の非対称境界部を加圧して本体部を仕上加工すると同時に軸中心にセンタ穴を成形する第4の工程と、この成形品の本体部の所定箇所にピン穴を打抜くと同時に本体部の外周を整形のため打抜く第5の工程を経て製造するようにした。

このような冷間鍛造を連続して行うことで多段軸部については徐々に軸径を絞り、ウェイト部となる本体部は徐々に非対称形状に据え込んでゆくが、この際、変形速度の大きい加工によって素材が発熱して伸び率が高まり、また割れの起点となる炭化物がフェライト中に多く固溶している段階では初期変形能力が維持されることに着目して連続成形すれば、例えば最大据込み率を92%程度まで加工することができる。

そして連続した冷間鍛造により右または左のクランク軸を成形するようすれば、後加工でスケールを除去したり、精度を確保するための機械加工を廃止でき、歩留りを向上させることができる。

因みに、このような冷間鍛造用ビレットとして、例えばJIS S48Cの成分組成を基本にして、これから材料割れの原因になりやすい元素であるSi(珪素)やP(リン)やS(硫黄)の含有量を減らした成分組成の炭素鋼等が好適であり、また、このような材料に対して球状化焼鈍しを行った後引抜き加工し、更に球状化焼鈍しすれば、冷間鍛造性が良くなつて一層好適である。

また本発明では、前記第4の工程で、多段軸部の端部にスプライン成形を同時に行うようにした。

このようにスプライン成形も同時に行うようすれば、スプライン成形のための機械加工も廃止できる。

また、第5発明に係る軸付き円盤部品の冷間鍛造方法は、複数の鍛造工程を経て、多段形状の中間素材から軸付き円盤部品を冷間鍛造するようにし、中間素材の軸中心に対して、左右の体積が異なる非対称形状の円盤部を成形するようにした。

このように冷間鍛造により体積が異なる非対称形状の円盤部を成形すれば、段取り換え等の手間が省け、工程系列が簡素となり、また熱間鍛造に比べて後加工のスケール除去等の機械加工が不要となつて歩留りの向上が図れるが、例えばこのような冷間鍛造用ビレットとして、例えばJIS S48Cの成分組成を基本にして、これから材料割れの原因になりやすい元素であるSi(珪素)やP(リン)やS(硫黄)の含有量を減らした成分組成の炭素鋼等が好適であり、また、このような材料に対して球状化焼鈍しを行った後引抜き加工し、更に球状化焼鈍しすれば、冷間鍛造性が良くなつて一層好適である。

また本発明では、円盤部の左右の体積比を、概略1:2の配分とした。このような配分にすれば、例えばクランク軸のバランスウェイト部に最適である。

また第5発明では、体積を配分するため、成形過程の途中で、素材の軸部から円盤部に連なる左右の連接部に傾斜角の異なる傾斜面を形成するようにし、またその際、体積の多い側の傾斜角を体積の少ない側の傾斜角より浅くするようにし

た。

このように軸部から円盤部に連なる左右の連接部に傾斜角の異なる傾斜面を形成すれば、例えば軸方向に据え込んで鍛造する際の左右の摩擦角が異なり、材料の流れを左右で異ならせることができる。

そして、体積の多い側の傾斜角を浅く、体積の少ない側の傾斜角を深くすれば、傾斜角の深い方向には材料が流れにくく、傾斜角の浅い方向に材料が流れやすくなることができ、材料割れを生じないで、また過大な荷重をかけなくとも成形することができる。

このため、所望の体積比に応じて左右の傾斜角を適切に設定し、据込み等によって所望の体積差が生じるようにする。

第6発明に係るクランク軸の冷間鍛造方法は、Cが0.46～0.48wt%、Siが0.14wt%以下、Mnが0.55～0.65wt%、Pが0.015wt%以下、Sが0.015wt%以下、Cuが0.15wt%以下、Niが0.20wt%以下、Crが0.35wt%以下含まれ、残部がFeと不純物からなる炭素鋼を素材として連続した冷間鍛造を行ってクランク軸を成形し、その後、時効処理（例えば250～350℃の温度で1～2.5時間保持）を施すようにした。

第7発明に係る軸付き円盤部品の冷間鍛造方法は、冷間鍛造で成形した軸付き円盤部品の軸部を成形金型の下受台で保持し、上型を下降させて軸付き円盤部品の円盤部を下受台と上受台で保持して軸付き円盤部品を所定ストローク降下させ、この際、下型の打抜きポンチにより円盤部の所定部位に穴を打抜いた後、更に上型を下降させて上ダイスにより円盤部の外周の打抜きを行うようにした。

このように、円盤部の所定部位に穴を明ける作業と円盤部の外周を打抜く作業を同一の工程で行うことにより、工程の簡素化が図られ、生産性を向上させることができる。

また、このような軸付き円盤部品は連続した冷間鍛造により成形されるため、熱間鍛造のような成形後のスケールの除去等の機械加工が廃止され、工程の簡素化が一層図られる。

更に、軸付き円盤部品の軸部を基準にして穴を打抜くため、精度の良い穴明け加工とバランスの良い外周打抜きが行え、精度確保のための機械加工も廃止でき

る。

ここで、軸付き円盤部品が分割型クランク軸のような場合に、打抜きポンチで打抜く穴はピン穴とされ、また円盤部の外周の打抜きは、鍛造時に生じるバリ等の打抜きとされる。

また第7発明では、打抜きポンチによって打ち抜かれた抜きカスを上受台のタマリ部に入り込ませ、上ダイスによって打抜かれた抜きカスを下型と上ダイス間で保持し、その後上型が上昇した際、それぞれの抜きカスを打ち抜き前の円盤部の原位置にはめ込んでワーク抜出し時に排出するようにした。

このように、打抜きカスを元の位置に戻して抜出すようにすれば、成形金型に打抜きカスの排出路等を設ける必要がなく、除去時間に時間をかけるような不具合も生じない。

そしてこのような成形金型装置として、軸付き円盤部品の軸部を保持し且つ所定ストローク上下動自在な下受台と、下型に固定される打抜きポンチと、上型の下降により下受台とともに軸付き円盤部品の円盤部を保持する上受台と、この上受台に対して相対的に上下動自在な上ダイスを設け、上型の下降により軸付き円盤部品を所定ストローク降下させる途中で、打抜きポンチにより円盤部に穴を開けることができるようになり、上型が更に下降すると、軸つき円盤部品の下降が停止して円盤部の外周を上ダイスにより打抜くことができるようすれば好適である。

第8発明に係る冷間鍛造用金型装置は、パンチとダイス間で冷間鍛造用素材を据え込み成形する冷間鍛造用金型装置において、前記パンチはニブとニブの外側に嵌合する補強リングを備え、更に前記ニブを互いに嵌合する内側ニブと外側ニブに分割し、これら内側ニブと外側ニブとの分割面を成形時に径方向応力が主として作用する部分と軸方向応力が主として作用する部分との境界部近傍に設定した。

このように、金型（ニブ）に異なる方向の応力が働く場合、ニブが一体であると、これら応力の境界に対応するニブの部位には、引張り応力が生じ、クラックが発生しやすくなる。

そこで、上述の部位を予め分割しておくと、同部位の応力は緩和され、型寿命

が延長される。

また、異なる方向の応力が作用する境界部を内側ニブと外側ニブの分割面とすると、成形の際に段差が生じ、これが製品に転写される。

このため、成形時に軸方向応力が主として作用する内側ニブの軸方向寸法を、成形時の軸方向変形量を見込んで外側ニブよりも軸方向に突出するように設定することが好ましい。

本願の冷間鍛造用金型装置は、クランクシャフトのウェイト部を成形するのに適しているが、これ以外の部材にも適用することができる。

4. 図面の簡単な説明

FIG 1は、第1発明に係る材料成分の棒材から冷間鍛造用ビレットを製造する方法の工程図、及び第2発明に係る冷間鍛造用ビレットの製造方法の工程図

FIG 2は、冷間引抜き率と限界据込み率の関係を表すグラフ

FIG 3 (a) 及び (b) は、丸棒素材の金属組織を示す顕微鏡写真であり、(a) は100倍、(b) は400倍

FIG 4 (a) 及び (b) は、引抜き前に球状化焼鈍を行わないで引抜き後に球状化焼鈍を行って得たビレットの金属組織を示す顕微鏡写真であり、(a) は100倍、(b) は400倍

FIG 5 (a) 及び (b) は、引抜きの前後にそれぞれ球状化焼鈍を行って得たビレットの金属組織を示す顕微鏡写真であり、(a) は100倍、(b) は400倍

FIG 6 (A) ~ (C) は、ビレットの金属組織を示すSEM写真 (1000倍)

FIG 7は、引抜き前の球状化焼鈍を行う効果を説明した図

FIG 8は、据込み率の説明図

FIG 9は、冷間鍛造用ビレットでクランク軸を連続鍛造する鍛造工程の一例の説明図

FIG 10は、第3発明に係る冷間鍛造用ビレットの製造方法を説明した図

FIG 11 (a) 及び (b) は、焼鈍のパターン1及びパターン2を示すグラフ

FIG 12 (a) は表面をマルテンサイト化したビレットの断面写真、(b) は

(a) の断面写真に基づいて作成した図で、図13乃至図16に示した金属組織の部分を示す図

FIG13は、図12のAの部分の金属組織を示す顕微鏡写真(100倍)

FIG14は、図12のBの部分の金属組織を示す顕微鏡写真(200倍)

FIG15は、図12のCの部分の金属組織を示す顕微鏡写真(400倍)

FIG16は、図12のDの部分の金属組織を示す顕微鏡写真(400倍)

FIG17(a)は、パターン1の焼鉈によって表面のマルテンサイトを球状化したピレットの断面写真、(b)は(a)の断面写真に基づいて作成した図で、図18乃至図20に示した金属組織の部分を示す図

FIG18は、図17のAの部分の金属組織を示す顕微鏡写真(100倍)

FIG19は、図17のBの部分の金属組織を示す顕微鏡写真(400倍)

FIG20は、図17のCの部分の金属組織を示す顕微鏡写真(400倍)

FIG21(a)はパターン2の焼鉈によって表面のマルテンサイトを球状化したピレットの断面写真、(b)は(a)の断面写真に基づいて作成した図で、図22乃至図24に示した金属組織の部分を示す図

FIG22は、図21のAの部分の金属組織を示す顕微鏡写真(100倍)

FIG23は、図21のBの部分の金属組織を示す顕微鏡写真(400倍)

FIG24は、図21のCの部分の金属組織を示す顕微鏡写真(400倍)

FIG25は、従来の冷間鍛造工程を説明した図

FIG26は、従来の冷間鍛造工程から中間の軟化処理工程を省略したもので、第3発明に係る方法及び先に本出願人が提案した方法で得られたピレットを用いることで可能となる工程

FIG27は、自動二輪車等のクランクシャフトの組立図

FIG28は、クランクシャフトの左側のクランク軸の斜視図

FIG29は、第4発明及び第5発明に係るクランク軸の冷間鍛造工程のうち第1の工程の説明図で(a)はピレット、(b)は第1工程終了後の形状

FIG30は、同クランク軸の冷間鍛造工程のうち第2の工程後の説明図で(a)は平面図、(b)は正面図、(c)は側面図

FIG31は、クランク軸の冷間鍛造工程のうち第3の工程後の説明図で(a)

は平面図、(b)は側面図

FIG3 2は、クランク軸の冷間鍛造工程のうち第4の工程後の説明図で(a)は平面図、(b)は側面図

FIG3 3は、クランク軸の冷間鍛造工程のうち第5の工程後の説明図で(a)は平面図、(b)は側面図

FIG3 4は、材料の歩留りの説明図で、(a)は本発明の冷間鍛造法、(b)は従来の熱間鍛造法

FIG3 5は、体積配分が不充分でバリが大きく発生する不具合を説明する説明図

FIG3 6は、時効処理前後のクランク軸の硬度測定試験のタイミング及び測定ポイントを説明する説明図

FIG3 7は、第6発明に係るクランク軸の機械的強度試験の結果図

FIG3 8は、時効処理前の金属組織を示すTEM写真(100,000倍)

FIG3 9は、時効処理後の金属組織を示すTEM写真(100,000倍)

FIG4 0は、第7発明に係る冷間鍛造用金型装置の説明図

FIG4 1は、同冷間鍛造用金型装置による打抜き工程を示す作用図

FIG4 2は、同冷間鍛造用金型装置による打抜き工程の継ぎを示す作用図

FIG4 3は、第8発明に係る冷間鍛造用金型装置の断面図

FIG4 4は、同冷間鍛造用金型装置のパンチの断面図

FIG4 5は、図4 3のA方向矢視図

FIG4 6は、図4 3のB部拡大図

FIG4 7は、図4 3のC部拡大図

FIG4 8は、成形パンチの径方向位置と成形時の金型の変形量との関係を模式的に拡大して説明した図

5. 好適な実施例の詳細な説明

第1発明及び第2発明について図1乃至図9に基づいて説明する。第1及び第2発明に係るビレットの成分組成は、Cが0.46~0.48wt%、Siが0.14wt%以下、Mnが0.55~0.65wt%、Pが0.015wt%以下、Sが

0. 015wt%以下、Cuが0. 15wt%以下、Niが0. 20wt%以下、Crが0. 35wt%以下含まれる鋼材である。この組成の基本的な構成は、熱間鍛造素材であるS48Cの成分組成をベースにし、焼入れ性確保のためCの量をS48Cと同等にするとともに、材料割れの要因になりやすいSiとPとSの量を削減した成分組成にしている。

ここで、Cは単位%当たり最も冷間鍛造性に大きな効果をもつ元素であり、機械的性質、特に材料強度、焼入れ性の面から重要である。即ち、クランク軸にあっては全体的に所定の機械的強度を必要とするとともに、ウォーム及びテーパ部など局部的に高硬度が要求される。このように局部的に高硬度が要求される部分を鍛造後の焼入れで硬度を上げるには、Cの割合を0. 46～0. 48wt%とする必要がある。

またSiは原料の鉄中に存在し、製鋼の過程で殆ど除去されるが、製鋼過程の最後に脱酸剤として添加されることがあり、S48Cでは0. 15～0. 35wt%含まれ、一部は鋼中に入りフェライトに固溶するが、鍛造性を阻害するので冷間鍛造素材としてはできるだけ少ないことが好ましく0. 14wt%以下とする。

またMnは製鋼の過程でも多少残るが、脱酸剤として添加されるため、S48Cには0. 60～0. 90wt%含まれている。このMnはSと結合して硫化マンガンとして鋼中に分散し、一部はフェライト中に固溶するが、Sに結合しやすいMnはMnSとなり、このMnSは鍛造成形時の割れの起点となりやすい為、低減させることが望ましいが、フェライト中に固溶するMnは焼きを入れやすくし、結晶粒の成長を抑える。このため、Mn量は0. 55～0. 65wt%にする。

またPはフェライト中に固溶し、多量に含まれる場合は鉄の一部と化合してリン化鉄になるが、Pがフェライト中に固溶するとフェライトは伸びが減じられるようになり、常温における衝撃値も減じられて加工時に割れが生じやすくなる。

そしてこのPはS48Cでは0. 03wt%まで許容されており、冷間鍛造素材としては、この許容値が高すぎる。そこで、Pの割合を0. 015wt%以下とする。

またSはMnの一部と化合してMnSになり、このMnSは冷間鍛造時に生じる表面割れの起点となるため、S48Cでは0. 035wt%まで許容されている

が、冷間鍛造素材としては、許容値が高すぎる。

本発明にあっては、加工性を阻害する元素、Si、P、Sの含有量をできるだけ減らして冷間鍛造性を高めるべく、Siを0.14wt%以下、Pを0.015wt%以下、Sを0.015wt%以下にしている。

またCuは高温加熱ではFeより酸化が少ないため、表面に富化して赤熱脆性を起こすので、概ね当量のNiを添加して赤熱脆性を防止する。一方、CuはPと同様に微量の含有によりフェライト硬さを増加させ、冷間鍛造性を損うと考えられる為、0.15wt%以下とする。

またNiは前記した効果の他に、焼入れ性を増し、低温脆性を防止し、耐食性を改善するため、S48Cと同量添加する。更にCrは焼入性、焼戻し抵抗を大にし、耐食性を高め安定した炭化物を作りやすいため、S48Cと同量程度含有せしめる。

上記成分の素材を冷間鍛造するに当ってはビレットを作製する。それには素材に対し、先ず1回目の球状化焼鈍処理を施して内部の炭化物を球状化した後、所定の断面減少率で引抜き加工し、所望の寸法に切断した後、更に2回目の球状化焼鈍処理によって内部の炭化物の分散を促進し球状化率を高めるようにしておけば、硬度が低下して成形性が良くなり、また表層部の伸び率も良くなつて好適である。

即ち、上記の成分組成の鋼材からなる棒材に対して、図1に示すように、酸洗を行った後、第1回目の球状化焼鈍を行い、セメンタイトを球状化して素材全体の加工性を向上させ、内部まで歪みを与えることができるようになるとともに、パーライトの微細化を図った。

この第1回目の球状化焼鈍は、実施形態では740℃で6時間保持した後、20℃/hで680℃まで降温させ、その後、炉冷する手順で行った。

次に、酸洗、ポンデ処理を行って引抜き加工を行い、限界据込み率の向上を図る。ここで図2は球状化焼鈍を施した鋼材の冷間引抜き率（断面減少率）と限界据込み率の関係を示すグラフであるが、冷間引抜き率（断面減少率）が20%程度で限界据込み率を最大にできることが分る。このことは従来から知られている。

このように引抜きを行うことによって限界据込み率が上がる理由は、引抜きを実施することで、焼鈍時のオーステナイト粒が微細化し、球状化速度を速めることができると推定される。本実施例では、最大の限界据込み率が得られるよう、冷間引抜き率（断面減少率）約20%で引抜いた。

因みに、冷間引抜き率（断面減少率）は、図1に示すように、加工前の径がDで加工後の径がdの場合、 $(D^2 - d^2) / D^2 \times 100$ で表される値である。

次に、この棒材を所望の寸法に切断し、これを酸洗した後、2回目の球状化焼鈍を行い、炭化物の分散を図るとともに球状化率を高めた。

そして本実施例では、この2回目の球状化焼鈍は、図1に示すように、750°Cで2時間保持した後、20°C/hで730°Cまで降温させ、その後降温率を15°C/hに下げて680°Cまで降温させ、その後炉冷する手順で行う。

そして、2回目の球状化焼鈍を終えたならば、ショットblast、ポンテ処理を行って表面調整を行い、冷間鍛造用ビレットとする。

上記した棒材、及び上記した引抜き及び球状化焼鈍の調質を施したビレットの金属組織の相違を図3～図5に示す。

ここで、図3(a)及び(b)は丸棒素材の金属組織を示す顕微鏡写真であり、(a)は100倍、(b)は400倍である。また、図4(a)及び(b)は引抜き前に球状化焼鈍を行わないず引抜き後に球状化焼鈍を行って得たビレットの金属組織を示す顕微鏡写真であり、(a)は100倍、(b)は400倍である。更に、図5(a)及び(b)は引抜きの前後にそれぞれ球状化焼鈍を行って得たビレットの金属組織を示す顕微鏡写真であり、(a)は100倍、(b)は400倍である。

図3～図5の金属組織写真から明らかに、引抜き前に球状化焼鈍を行わなかったビレットについては、素材に比較して、炭化物は球状化しているが、パーライト組織が所々に残っており、これに比べて、引抜き前と引抜き後に球状化焼鈍を行った場合は、炭化物が微細化して分散しており、引抜き工程を挟んだ2回の球状化処理が有効に作用していることが推察される。

ここで、球状化レベル（数値が少ないほど球形に近く良好）の向上とビレット硬度の低下は、成形性を良好にするために効果的であり、脱炭層深さ（表層のフ

エライト化)の浸透は、表層部の伸び率の向上に効果的である。

そこで、アスペクト比についての実験を行った。材料の成分組成は、Cが0.46～0.48wt%、Siが0.14wt%以下、Mnが0.55～0.65wt%，Pが0.015wt%以下、Sが0.015wt%以下、Cuが0.15wt%以下、Niが0.20wt%以下、Crが0.35wt%以下、残部はFeと不純物である。

引抜きを行わずに球状化焼鈍を行った場合(材料1)、引抜き前に球状化焼鈍を行わずに引抜き率を20%とした場合(材料2)、引抜き前と引抜き後に球状化焼鈍を行い引抜き率を20%とした場合(材料3)の各材料の金属組織(1000倍)を図6(A)～(C)に示す。

各材料の炭化物の球状化率を表すアスペクト比($b/a \times 100$)は、(表1)に示すように、材料1については50.6%、材料2については34.7%、材料3については30.0%であった。

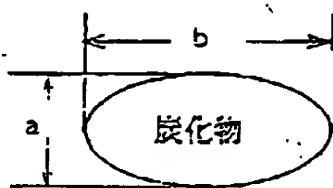
そして、各材料を用いて、冷間鍛造(据込み)を行った。据込み率は図8に示すように $(L_1 - L_2) / L_1 \times 100 = 90\% (\pm)$ とした。この時の各材料の割れ発生率は、それぞれ35%、5%及び0%であった。

したがって、球状化焼鈍を2回実施することにより、炭化物の結晶は、より球形に近づき、冷間鍛造の際に割れが生じにくくなることが判った。

【表1】

| | ビレット製造工程 | | | | | 炭化物の アスペクト比(%) N=100 | 割れ発生率% |
|-----|----------------|-------|----|----------------|--------------|----------------------------|--------|
| | 引抜き前の 球状化焼鈍 | 引抜き | 切削 | 引抜き後の 球状化焼鈍 | ショット+ ポンチ | | |
| 材料1 | なし | なし | ○ | ○ | ○ | 50.6 | 35% |
| 材料2 | なし | (20%) | ○ | ○ | ○ | 34.7 | 5% |
| 材料3 | ○ | (20%) | ○ | ○ | ○ | 30.0 | 0% |

$$\text{アスペクト比} (\%) = b/a \times 100$$



次に、本発明に係る材料成分の有効性を確認するため、据込み試験した結果を以下の（表2）に示す。据込み率は前記同様90%とし、据込み試験の材料（ピレット）はいずれも引抜きの前後に球状化焼純を行ったものを用いた。

【表2】

| | C | Si | Mn | P | S | Cu | Ni | Cr | 割れ率 (N=100) |
|-------------------|-----------|-----------|-----------|---------|---------|--------|--------|--------|----------------|
| JIS S48C | 0.45~0.51 | 0.15~0.35 | 0.60~0.90 | 0.03以下 | 0.035以下 | 0.30以下 | 0.20以下 | 0.35以下 | 20% |
| Mn成分低減 | ↑ | ↑ | 0.55~0.65 | ↑ | ↑ | ↑ | ↑ | ↑ | 12% |
| Mn,C成分低減 | 0.46~0.48 | ↑ | 0.55~0.65 | ↑ | ↑ | ↑ | ↑ | ↑ | 5% |
| Mn,C成分低減 介在物低減 | 0.45~0.48 | 0.14以下 | 0.55~0.65 | 0.015以下 | 0.015以下 | 0.15以下 | ↑ | ↑ | 0% |

先ず、S48Cを材料として据込み試験を行った場合には割れ発生は20% (N=100) であった。割れ発生率が20%ということは、冷間鍛造用の材料として不適である。

そこで、本発明者らはMnの割合を低減することを試みた。その結果、割れ発生は12%に下がった。しかしながら、これでも冷間鍛造用の材料として不適である。尚、S48Cでは、Mnの割合は0.60~0.90wt%であるので、0.60~0.65wt%の範囲でS48CとMnの割合を低減した材料とが重複することになる。これは、Mnの割合を厳密に特定することはできず、ある程度のバラツキは不可避であることによる。これは、S48Cを用いても割れが生じないものがあり、Mnの割合を低減した材料を用いても割れが発生するものがあることからも是認できる。

Mnの割合を低減しても十分ではないことが判明したので、本発明者らは、焼入れ性に悪影響を及ぼさない範囲でC(炭素)の量を低減してみた。その結果、割れ発生率は5%に下がった。しかしながら、これでも冷間鍛造用の材料としては不適である。

そこで、加工性を阻害する元素と考えられるSi、P、S及びCuの含有量を

減らして据込み試験を行った。即ち Si を 0.14 wt% 以下、P を 0.015 wt% 以下、S を 0.015 wt% 以下、Cu を 0.15 wt% 以下とした。結果は、(表 2) に示すように割れ発生率は 0% であった。

更に、球状化焼鈍を 1 回行う場合と 2 回行う場合の球状化レベルとビレット硬度 (HRC) と脱炭層深さ (mm) を比較すると図 7 の通りであった。

ここで、球状化レベル (数値が少ないほど球形に近く良好) の向上とビレット硬度の低下は、成形性を良好にするために効果的であり、脱炭層深さ (表層のフェライト化) の浸透は、表層部の伸び率の向上に効果的である。

次に、上記各材料を使用して据込み試験を行った結果は、上記 (表 1) の通りであり、図 8 に示すように、 $(L_1 - L_2) / L_1 \times 100 = 90\% (\%)$ の据込み試験を行ったところ、引抜き前に球状化焼鈍を行わなかった場合では、割れが発生したのに対し、引抜き前と引抜き後に球状化焼鈍を行った場合で、引抜き率を 18% ~ 20% とした場合は割れが発生しなかった。

因みに、引抜き前に球状化焼鈍を行わない場合の据込み限界は、70 ~ 75% であるのに対して、引抜き前と引抜き後に球状化焼鈍を行った場合の据込み限界は 90% 以上であることが確認され、本発明の有効性が立証された。

そしてこのような冷間鍛造用ビレットを使用して、図 9 に示すような複数段階の冷間鍛造を連続して行ってクランク軸を成形すれば、成形途中で中間焼鈍することなく、連続成形することができる。また、焼入れ性も良好である。

図 1 に示したように、圧延して得られたビレットを酸洗いした後、第 1 回目の球状化焼鈍を施し、次いで酸洗いとポンテ処理をした後、引抜きを行い、切断した後、第 2 回目の球状化焼鈍を施すことで、図 26 に示すように、絞り成形、掘込成形、荒成形、仕上げ成形及び外周抜きとピン穴抜きの一連の冷間鍛造を中間の軟化処理なしで行うことができる。引抜きの前後でそれぞれ球状化焼鈍 (合計 2 回) を行う必要があり、コスト的には更なる工程の省略が望まれる。

そこで球状化焼鈍を 1 回で済ませたのが第 3 発明であり、この第 3 発明を図 1 乃至図 24 に基づいて説明する。ここで、図 10 は本発明に係る冷間鍛造用ビレットの処理方法を説明した図であり、第 3 発明にあっては、先ず加熱炉 1 から導出した素材 2 を圧延機 3 で圧延し、切断シャー 4 で所定寸法に切断し、この後、

冷却装置5を通して急冷せしめた後、ビレット（棒材）7または線材8に分け、ビレット7については冷却床6に送り込み、線材8については巻き取る。

そして、ビレット7または線材8は急冷によってその表面は高硬度のマルテンサイト組織になっている。この表面がマルテンサイト組織となっているビレット7または線材8を切断し酸洗いを行った後、球状化焼鈍を行う。

また、冷却装置5で表面を急冷すると、従来であれば線材として巻取ることは困難であったが、冷却条件を最適化して急冷することで、表面にマルテンサイト組織を形成した線材8を得ることができる。

以上において、ビレット7または線材8は上記した成分割合のものを使用し、焼鈍条件は図11（a）に示す。即ち、ビレット7を約740℃で6時間保持した後、約680℃まで20℃/hrの冷却速度で、降温後炉冷するパターン1と、同図（b）に示す、ビレット7または線材8を約750℃で4時間保持した後、約735℃で3.5時間保持し、この後、約680℃まで15℃/hrの冷却速度で、降温後炉冷するパターン2を試みた。

次に、実際の金属組織を示す顕微鏡写真に基づいて説明する。

先ず、図12乃至図16は焼鈍する前の金属組織を表す顕微鏡写真で、このうち図12（a）は表面をマルテンサイト化したビレットの断面写真、（b）は（a）の断面写真に基づいて作成した図で、図13乃至図16に示した金属組織の部分を示す図、図13は図12のAの部分の金属組織を示す顕微鏡写真（100倍）、図14は図3のBの部分の金属組織を示す顕微鏡写真（200倍）、図15は図12のCの部分の金属組織を示す顕微鏡写真（400倍）、図16は図12のDの部分の金属組織を示す顕微鏡写真（400倍）であり、図12（a）において、ビレットの外側に設けられているのは保持用の樹脂である。

上記の顕微鏡写真のうち、図13及び図14から表層部には微細なマルテンサイト相が形成され、その径方向内側には中間層が存在し、図15から当該中間層はマルテンサイトとフェライトとバーライトの混相となっており、更に図16から中央部はマルテンサイトが消失し、フェライトとバーライトの混相となっていることが分る。

そして、前記のビレットを酸洗浄した後、前記したパターン1及びパターン2

の球状化焼鈍を施したビレットの金属組織を図17乃至図24の顕微鏡写真で示す。

ここで、図17(a)はパターン1の焼鈍によって表面のマルテンサイトを球状化したビレットの断面写真、(b)は(a)の断面写真に基づいて作成した図で、図18乃至図20に示した金属組織の部分を示す図、図18は図17のAの部分の金属組織を示す顕微鏡写真(100倍)、図19は図17のBの部分の金属組織を示す顕微鏡写真(400倍)、図20は図17のCの部分の金属組織を示す顕微鏡写真(400倍)、図21(a)はパターン2の焼鈍によって表面のマルテンサイトを球状化したビレットの断面写真、(b)は(a)の断面写真に基づいて作成した図で、図22乃至図24に示した金属組織の部分を示す図、図22は図21のAの部分の金属組織を示す顕微鏡写真(100倍)、図23は図21のBの部分の金属組織を示す顕微鏡写真(400倍)、図24は図21のCの部分の金属組織を示す顕微鏡写真(400倍)である。

これらの図から、焼鈍のパターンは図11(a)及び(b)で示すいずれのパターンでも、金属組織は差異はなく、表層はマルテンサイト相がフェライトとセメントタイトとの混相で微細な球状化組織になっていることが分る。また中心部はフェライトとバーライトの混相のうち、バーライトが分断して球状化しつつあるレベルにあり、若干針状の炭化物が存在する。

以下の(表3)は材料と球状化処理工程の条件を変えて、据込試験とクランク成形試験を行った結果を示すものである。

尚、据込試験は、 $\phi 34.67 \times 60$ のビレットサイズで据込試験のみのテストを行い、圧縮率は87.5%までとした。クランク成形試験は $\phi 34.67 \times 73$ のビレットサイズで、部分的に据込率93%、絞り率93%とした。また、確認テスト結果の分母は試験に供したテストピースの数、分子は割れが発生したテストピースの数である。

【表3】

| 材料 | 工程 | 割れ確認テスト | |
|----------------|---|----------|------------|
| | | 割込テスト | クランク成形 |
| R材 | 切断→酸洗→球状化焼純→ショットブロスト+ボンデ処理 | 8/10=80% | 10/10=100% |
| 制御圧延材 | 切断→酸洗→球状化焼純→ショットブロスト+ボンデ処理 | 5/25=20% | 2/30=7% |
| R材 | 酸洗→球状化焼純→酸洗ボンデー引抜→酸洗→球状化焼純→ショットブロスト+ボンデ処理 | 0/30=0% | 0/30=0% |
| 制御圧延材 | 酸洗→球状化焼純→酸洗ボンデー引抜→酸洗→球状化焼純→ショットブロスト+ボンデ処理 | 0/30=0% | 0/30=0% |
| 表面焼入鋼 (本発明) | 切断→酸洗→球状化焼純→ショットブロスト+ボンデ処理 | 0/20=0% | 0/30=0% |

(表3) から、第3発明の方法で処理したビレットは、引抜きの前後でそれぞれ球状化焼純を行った場合と同様に割れが発生しないことが確認された。

ここで、(表3)において、R材は、急冷せずに冷却床で空冷した素材であり、制御圧延材は熱間圧延条件を厳密にコントロールすることにより微細な α 粒組織としたものである。R材に対し焼純を行っても成形時に割れ易いので、従来は制御圧延材を用いているが、1回の焼純では割れが発生することが分る。尚、引抜工程の前後に焼純を行えば、割れが発生せず、更に、本発明に係る表面焼入鋼を用いれば1回の焼純でも割れが発生しないことが分る。

以上に説明したように第3発明によれば、加熱炉から導出した素材を圧延後に急冷することで表面を微細なマルテンサイト組織とし、次いで素材を焼純して前記マルテンサイトをフェライトとセメンタイトからなる微細な球状化組織に変化させるようにしたので、表層及び内部とも低硬度で変形能に優れたビレットを得ることができる。

そして、低硬度で変形能に優れたビレットを用いて冷間鍛造することで、中間で軟化処理を行うことなく、最後まで連続して冷間鍛造を行うことができ、設備にかかる費用を大幅に削減できるとともに、作業環境の改善にも資することになる。

特に、第3発明にて得たビレットを用いて、クランクシャフト等の軸付きエンジン部品を製造すれば、従来の熱間鍛造のような複数の段取り換えを行う必要がなくなり、また後加工の切削工程等も省略できて好適である。

次に第4発明及び第5発明は、自動二輪車のエンジンの分割型クランク軸等の

軸付き円盤部品の鍛造方法に関し、従来では熱間鍛造で成形していたものを、連続した冷間鍛造で行うことができるようにして、後工程での駄肉除去のための機械加工や表面仕上を廃止するようにしたものであり、この第4発明及び第5発明を図27乃至図34に基づいて説明する。

ここで図27は自動二輪車等のクランクシャフトの組立図、図28はクランクシャフトの左側のクランク軸の斜視図、図29乃至図33は本発明に係るクランク軸の冷間鍛造方法の工程図である。

図27に示すようなクランクシャフト11のうち、一方側（実施形態では左側）の軸付き円盤状のクランク軸11aの製造に適用されている。

すなわち、クランクシャフト11は、軸付き円盤状の左右の分割型クランク軸11a、11bと、これらクランク軸11a、11bのウェイト部のピン穴pに結合される結合ピン11cを備えており、本発明に係る冷間鍛造方法は、左右のクランク軸11a、11bのいずれでも可能であるが、説明上、軸部にスラインが形成される左のクランク軸11aを代表例として説明する。

左側のクランク軸11aは、図28に示すように、肉厚が非対称で表面側に複雑な凹凸面が形成されるウェイト部wと、径が異なる2段以上の異径部を有する多段軸部jを備えており、この多段軸部jの一部にはスラインsが形成されており、このクランク軸11aは、図29の左方に示す円柱状のビレットBから連続冷間鍛造法により成形されているが、まずこのビレットBの組成成分とビレットBの製造方法について簡単に説明する。

まず、ビレットBの組成成分は、前記したようにC（炭素）が0.46～0.49wt%、Si（珪素）が0.14wt%以下、Mn（マンガン）が0.55～0.65wt%、P（リン）が0.015wt%以下、S（硫黄）が0.015wt%以下、Cu（銅）が0.15wt%以下、Ni（ニッケル）が0.15wt%以下、Cr（クロム）が0.10～0.20wt%含まれる鋼材（以下、S48BCという。）としている。

そしてこのような成分組成の鋼材からなる棒材からビレットBを製造する方法は、前記第2発明あるいは第3発明で説明した方法により行う。

クランク軸11aの冷間鍛造方法は、先ず図29に示すように、前記要領で製

造したビレットBを準備すると、これを第1工程ではビレットBを下方に押圧して、ビレットBの径と略同径の本体部hに連なる異径の多段軸部jを拘束絞りする。

この際、多段軸部jは、実施形態では断面積A1の中径部と断面積A2の小径部からなる2段とし、本体部hの断面積（ビレットBの元の断面積とほぼ一緒）をA0とした場合に、小径部側の絞り率 $(A0 - A2) / A0 \times 100 = 75 \sim 85\%$ 程度になるようにし、後工程で自由端部側の一部の径を絞るため据え込む際に座屈や破損等が生じないようにしている。

次に、第2工程では、図30に示すように、据込み絞りによって本体部hの径を広げるとともに、多段軸部jの自由端部側の径を絞る。

ここで、本体部hは、最終的に左右の厚みを異ならせた非対称体積（例えば1:2）に仕上なければならないため、この段階では、体積の配分に応じて厚みを若干変化させて据え込むとともに、厚みが変化する方向に対して図30(c)に示すように、下面の傾斜角を異ならせるようにしており、厚みを薄くする方の下面eの傾斜角を、厚くする方の下面fの傾斜角より深くしている。

そしてこの傾斜角によって、後工程の据込み時に材料の流れを調整するようにし、薄肉部側に向けて材料が流れるのを阻止し、厚肉部側に向けて材料が流れやすくなるようにしている。

そして実施形態では、角度が浅い側の下面fの傾斜角は、図30(a)に示すように、傾斜面とフラット面の接合ライン（破線で示す）を多段軸部jの中心から右側の約半周に亘ってほぼ同距離にして、この範囲を例えば10~12度程度の略同一の傾斜角とし、角度が深い左側の下面eの傾斜角を、両側から中央部に向けて徐々に角度が深くなるようにして、中央部の最大傾斜角を20~23度としている。

また、この角度が深い側の傾斜面eの外側には、余肉部yが設けられるとともに、この余肉部yから90度位相が異なる両側下面にも余肉部xが設けられている。

因みに、これら余肉部y、xは、後工程で表面側の非対称境界部の段差部に欠肉部が生じるのを防止するためであり、下面側でなく上面側に設けるようにして

も良い。

また、図29に示す第1工程後の本体部hの高さをB0とし、図30に示す第2工程後の本体部hの薄肉側の厚みをB1とした場合、 $(B0-B1)/B0 \times 100 = 75 \sim 85\%$ 程度になるようにし、また第2工程後の多段軸部jの自由端部側の断面積をA3とした場合、 $(A0-A3)/A0 \times 100 = 82 \sim 88\%$ 程度になるようにしている。

次に、第3工程では、図31に示すように、本体部hを据え込んで図28のウェイト部wの形状に近づけるような荒地成形を行うとともに、多段軸部jの段差コーナ部を銳角に絞り、また自由端部の径を絞る。

この際、据込まれた本体部hは、第2工程で説明した傾斜角の異なる下ダイスで成形されている為、実施形態では、厚肉側の体積と薄肉側の体積比が、概ね $2/3 : 1/3$ になるようにしている

ここで、下面の傾斜角に差を設けないで厚肉側の体積と薄肉側の体積比を $2/3 : 1/3$ にしようとする、図35に示すように、本体部hの体積をVとした場合に、 $1/2V - 1/3V = 1/6V$ がバリbとして発生することになり、加圧面積の増大により過大荷重を要求されるようになって金型の破損を招きやすくなり、また薄内部の材料割れや精度悪化を招くようになる。

また、鋳造時に体積差を形成する方法として、最初に本体部hと多段軸部jの軸芯をずらして偏芯軸とし、その後、軸方向に圧縮荷重を加えて鋳造するような方法も一般的に考えられるが、この方法では、体積差を $1/2 : 1/3$ 程度の大きなものにしようすると、材料割れが生じやすくなり、採用するのが難しい。

そこで、上記のように下面の傾斜角に差を設け、鋳造時の材料の流れを調整して体積差を設けるようにすれば、材料割れが生じるような不具合がなく、また過大荷重をかけなくても成形することができる。

また、第3工程後の本体部hの薄肉部の厚みをB2とした場合に、 $(B0-B2)/B0 \times 100 = 90 \sim 92\%$ 程度にし、また第3工程後の多段軸部jの自由端部の断面積をA4とした場合に、 $(A0-A4)/A0 \times 100 = 88 \sim 92\%$ 程度になるようにしている。

次に第4工程では、図32に示すように、本体部hの非対称境界部を加圧して

段差部のアールを減らし、ウェイト部wの形状に仕上成形する。また、本体部hの表面側中心部と多段軸部jの自由端面側中心部にセンタ穴cを成形すると同時に、多段軸部jの一部にスプラインsを成形する。

そして最後の第5工程では、図33に示すように、本体部hにピン穴pを打抜くと同時に、本体部hの周縁に発生するバリ等（不図示）を打抜く。

そしてこのピン穴pを打抜いた際、上下面のピン穴p周縁のコーナ部が面取り形状になるようにしている。

図28に示すような形状のクランク軸11aは以上のような成形方法により成形されるが、図27に示す他方側のクランク軸11bもほぼ同様な要領で成形され、両方のピン穴pに結合ピン1cが嵌入されて一体化される。

因みに、以上のような一連の冷間鍛造は、工程間の時間間隔が6分程度以内なら、割れの起点になる炭化物がフェライト中に多く固溶し、また加工時の発熱によって伸び率も向上するため、中間焼鈍しを行うことなく、連続して成形することができる。

以上のような連続した冷間鍛造法により製造されたクランク軸11aと、従来のような熱間鍛造法で製造されたクランク軸の素材歩留りの程度を比較すると、図34に示す通りである。

すなわち、熱間鍛造の場合は、図34(b)に示すように、完成重量887gのクランク軸を製造するため1530gの仕込重量、1245gの素材重量を必要とし、素材重量からの切削重量が358gで、完成歩留り58%、素材歩留り81%であったが、本発明に係る連続冷間鍛造の場合は、図34(a)に示すように、完成重量887gのクランク軸を製造するため1112gの仕込重量、1035gの素材重量で済み、切削重量が148gで、完成歩留り80%、素材歩留り93%が確保されたようになった。

以上のように第4発明に係るクランク軸の冷間鍛造方法は、第1の工程から第5の工程を経て、連続して冷間鍛造を行うことによってクランク軸を成形するようにしたため、従来の熱間鍛造法のように、後加工でスケールを除去したり、精度確保のための機械加工を廃止でき、歩留りを向上させることができる。

また第4の工程で、多段軸部の端部にスプライン成形を同時にを行うようにすれ

ば、スプライン成形のための機械加工も廃止でき、一層好適である。

また、第5発明に係る冷間鍛造方法は、複数の鍛造工程を経て、軸中心に対して、左右の体積が異なる非対称形状の円盤部を有する軸付き円盤部品を成形するようにしたため、工程系列が簡素となり、例えば熱間鍛造等の比べて歩留りの向上を図ることができる。

特に、円盤部の体積比が、概略1:2になるようにすれば、例えばクランク軸のバランスウェイト部に好適である。

また体積を配分するため、成形過程の途中で、素材の軸部から円盤部に連なる左右の連接部に傾斜角の異なる傾斜面を形成するようにし、またその際、体積の多い側の傾斜角を体積の少ない側の傾斜角より浅くするようにすれば、材料割れを生じないで成形することができ、また鍛造荷重を減らすことができる。

また、第6発明に係るクランク軸の冷間鍛造方法は、前記した組成成分のビレットを用いることを特徴としたものであり、図36乃至図39に基づいて説明する。

図27に示したクランク軸の材料となるビレットの組成成分は、Cが0.46～0.48wt%、Siが0.14wt%以下、Mnが0.55～0.65wt%、Pが0.015wt%以下、Sが0.015wt%以下、Cuが0.15wt%以下、Niが0.20wt%以下、Crが0.35wt%以下含まれ、残部がFeと不純物からなる炭素鋼としている。

上記成分組成の棒材からビレットを製造する方法は、前記した第2発明または第3発明で示した方法による。

以上の要領で製造したビレットを準備し、第1工程として多段形状の中間素材を成形し、次いで第2工程で大径部の径を広げるよう据え込み、第3工程で大径部の厚みを左右非対称に荒地成形してウェイト部としての概略の形状に仕上げる。そして第4工程で大径部を左右非対称形状に仕上成形して必要に応じてスライン部やセンタ孔等を必要箇所に形成する。

そして、第5工程では、大径部の一部にピン穴を打抜くと同時に、大径部の外周のバリを同時に打ち抜き、これら一連の冷間鍛造を連続的に、しかも中間焼純することなく成形する。

第6発明に係る時効処理は、以上のような手順で成形されたクランク軸に対して施され、250～350°Cの温度で1～2.5時間保持した後、常温まで放冷することで行われる。

以下の（表4）に示す成分組成の炭素鋼を使用してクランク軸を冷間鍛造で成形し、（表5）に示すような色々な加熱保持時間で時効処理するとともに、時効処理前の表面硬度（HRC）と時効処理後の表面硬度（HRC）及び内部硬度（HRC）を測定し、X線回析により金属結晶の格子定数を分析した。

ここで、時効処理の温度は300°Cであり、（表5）のNo. Aは時効処理なしである。

【表4】

| 成分 | C | Si | Mn | P | S | Cu | Ni | Cr |
|---------|-----------|--------|-----------|---------|---------|--------|-------|--------|
| 割合(wt%) | 0.46～0.48 | 0.14以下 | 0.56～0.65 | 0.015以下 | 0.015以下 | 0.15以下 | 0.2以下 | 0.35以下 |

【表5】

| No | 時効保持時間(300°C) |
|----|------------------|
| A | 時効なし |
| B | 0.5H |
| C | 1.0H |
| D | 1.5H |
| E | 2.0H |
| F | 2.5H |
| G | 4.0H(Over Aging) |

そして、時効処理前後の硬度（HRC）と平均格子定数の相関関係を比較分析したところ（表6）に示すようになり、平均格子定数（d値）が大きいほど硬度（HRC）が高いことが判明した。

【表6】

| No | 硬度(HRC) | | | d値(Å) |
|----|---------|------|------|--------|
| | 時効前 | 時効後 | (内部) | |
| A | 23.3 | | | 2.0291 |
| B | 22.8 | 23.1 | 23.7 | 2.0300 |
| C | 23.4 | 23.6 | 24.5 | 2.0308 |
| D | 23.2 | 23.8 | 24.8 | 2.0308 |
| E | 23.4 | 23.9 | 24.5 | 2.0317 |
| F | 22.9 | 23.8 | 24.7 | 2.0300 |
| G | 23.4 | 23.7 | 24.4 | 2.0308 |

そしてこのことは、原子間に格子欠陥を多く含むほど、即ち平均格子定数 (d値) が大きいほど硬度が高くなることを意味し、時効処理によって硬度が高まるのは、低温加熱に引き続く常温までの大気放冷によって、結晶間に析出が生じることと、転位を多く固着できるからだと推定される。

また、図38は時効処理前の金属組織を示すTEM写真(100,000倍)、図39は時効処理後の金属組織を示すTEM写真(100,000倍)であり、これらの写真から時効処理後には時効処理前に比較して結晶間に存在する析出物の数が増加していることが確認される。この析出物の数の増加若しくは転位の固着、あるいはこれらの相乗効果によって硬度が向上していると考えられる。

また、時効処理条件として、250~350℃の温度で1~2.5時間保持し、その後常温まで放冷することで硬度や機械的強度の向上を最大に得ることができる。

このことは、(表4)~(表6)に示す分析結果からも明らかである。(表6)のNo. C(時効時間1.0H)未満では硬度の上昇が少なく、No. D~No. F(時効時間1.5~2.5H)の間をピークにして、No. G(時効時間4H)では過時効となり、硬度が低下している。

ここで、図36は300℃の温度で、2時間加熱したクランク軸の硬度測定試験の要領を示すものであり、図36(a)は硬度測定のタイミングを、図36(b)は時効前の硬度測定ポイントを、図36(c)は時効後の硬度測定ポイント

トの説明図である。

そして、時効前は、図36 (b) に示すように、クランク軸の任意の4箇所の表面硬度 (HRC) を測定し、また試験体としてはNo.1～No.3の3本のクランク軸とした。この結果は (表7) の通りである。

【表7】

| ポイント | No.1 | No.2 | No.3 |
|------|------|------|------|
| 1 | 23.9 | 23.5 | 23.4 |
| 2 | 23.4 | 23.4 | 23.8 |
| 3 | 23.7 | 23.0 | 23.2 |
| 4 | 23.5 | 23.4 | 23.4 |
| 平均 | 23.6 | 23.3 | 23.4 |

また、時効処理後の硬度測定ポイントは図36 (c) に示すように、クランク軸の①～⑦の7箇所の表面硬度と内部硬度とした。この結果は (表8) の通りである。

【表8】

HRCスケール

| ポイント | No. 1 | | No. 2 | | No. 3 | |
|------|-------|------|-------|------|-------|------|
| | 表面 | 内部 | 表面 | 内部 | 表面 | 内部 |
| ① | 24.1 | 25.4 | 26.4 | 22.5 | 26.6 | 22.4 |
| ② | - | 27.8 | - | 24.6 | - | 23.4 |
| ③ | 25.4 | 26.0 | 25.5 | 25.4 | 25.7 | 25.9 |
| ④ | 23.5 | 24.6 | 23.6 | 25.2 | 22.9 | 24.6 |
| ⑤ | 23.8 | 25.4 | 22.8 | 25.2 | 23.6 | 25.6 |
| ⑥ | 23.1 | 25.4 | 23.8 | 25.0 | 24.2 | 25.7 |
| ⑦ | 23.2 | 25.7 | 23.3 | 25.2 | 23.4 | 25.6 |
| 平均 | 23.9 | 25.8 | 24.2 | 24.7 | 24.4 | 24.7 |

この結果、No.1クランク軸の場合は、時効前の平均表面硬度 (HRC) が23.6であったのに対して、時効後の平均表面硬度 (HRC) は23.9で、平均内部硬度 (HRC) は25.8に上昇しており、また、No.2クランク軸の場合は、時効前の平均表面硬度 (HRC) が23.3であったのに対して、時効後

の平均表面硬度 (HRC) は 24.2 で、平均内部硬度 (HRC) は 24.7 に上昇しており、No.3 クランク軸の場合は、時効前の平均表面硬度 (HRC) が 23.4 であったのに対して、時効後の平均表面硬度 (HRC) は 24.4 で、平均内部硬度 (HRC) は 24.7 に上昇しており、いずれの場合も時効処理によって硬度 (HRC) が上がっていることが確認される。

また、図 37 は、クランク軸のスリップトルクと単体疲労強度を測定した結果である。

すなわち、図 37 (a) に示すようなクランクシャフトにおいて、スリップが開始する左側クランク軸のピン穴周辺のトルクは、所定のトルク値を満足することが確認された。

また、図 37 (b) に示すように、回転曲げ疲労試験の S-N 線図は、従来の熱間鍛造素材（黒塗りつぶし）に較べて、本発明の時効処理材（白抜き）がほぼ同等であることを示している。すなわち、回転曲げ強度は、従来の熱間鍛造素材とほぼ同等の特性を有している。

また図 37 (c) に示すように、実体曲げ疲労試験の S-N 線図は、従来の熱間鍛造素材（黒塗りつぶし）に較べて本発明の時効処理材（白抜き）がほぼ同等であることを示している。即ち、実体曲げ強度も、従来の熱間鍛造素材とほぼ同等の特性を有していることが分る。

上述した第 6 発明に係るクランク軸の製造方法は、所定成分割合の炭素鋼から連続成形したクランク軸に対して、低温熱処理である時効処理を施して硬度や機械的強度を高めるようにしたため、熱間鍛造素材を使用するような表面処理のための機械加工や、精度保証のための機械加工を廃止することができ、加工効率の良い優れた精度のクランク軸を製造することができる。また、歩留りの向上も図られ、大幅なコスト削減が可能である。

第 7 発明は、冷間鍛造で成形したクランクシャフトのような軸付き円盤部品の円盤部に対するピン穴の穴あけと、外周の打抜きを同一工程で行うことで、工程を簡素化する冷間鍛造成形方法及び成形金型装置に関するものであり、この第 7 発明を図 40～図 42 に基づいて説明する。図 40 は本発明に係る成形金型装置の説明図、図 41 及び図 42 は成形金型による打抜き工程を示す作用図である。

クランクシャフトについては図27及び図28に基づいて説明したので省略する。

成形金型装置21は、図40に示すように、下型22に対して上下動自在な上型23を備えており、下型22は、固定台24と、この固定台24の中央の凹部内にウレタン等のクッション部材25を介して上下動自在に配設される下受台26と、この下受台26の所定部位の中間部を上下方向に挿通する打抜きポンチ27と、下受台26の上部側周囲にウレタン等のクッション材28を介して配設されるストリッパ29を備えており、前記下受台26の下方には、所定のクリアランスをおいて位置規制部材31が配設されるとともに、前記打ち抜きポンチ27は、上端部が下受台26の上面に概略一致するように下端部が固定台24に固定されている。

また、下受台26の中央部には、下ノックアウトピン32が配設されており、この下ノックアウトピン32の上部の下受台26には、クランク軸の多段軸部を嵌入せしめることのできる保持孔が設けられている。

そしてこの保持孔に多段軸部を挿入してセットした際、下受台26の上面でウエイト部下面を支持するとともに、ストリッパ29の上面で外周のバリを支持することができるようしている。

一方、上型23は、可動台34と、可動台34の中央部に皿バネ35を介して配設される上受台36と、この上受台36の周囲に配設されて可動台34の下部に固定される上ダイス37を備えており、上受台36には、前記下型22の打抜きポンチ27に対応する箇所に、打抜きポンチ27を挿入せしめることのできるタマリ部38が設けられている。

また、このタマリ部38の上部には、抜きカス押しレバ39が設けられ、また上受台36の中央部には、上ノックアウトピン41が配設されている。

そして、前記下受台26の下面を支持するクッション部材25やストリッパ29の下部を支持するクッション材28のばね剛性を弱くし、これに較べて、上受台36の上部の皿バネ35のばね剛性を強くしている。

そして、前記成形金型装置21は、連続冷間鍛造で成形されたクランク軸に対し適用され、ウエイト部へのピン穴の打抜きと外周に生じるバリの打抜きを同時

に行うようにされており、以下、その成形方法について図41及び図42に基づき説明する。

図41 (a) に示すように、下受台26の上部中央の保持孔内に、クランク軸Caの多段軸部jを挿入してセットする。この際、ウェイト部w下面は下受台26の上面で支持され、外周のバリbはストリッパ29で支持される。

次に上型23が降下し、上受台36がウェイト部w上面に当接すると、ウェイト部wは上受台36と下受台26で挟まれて保持されるようになり、更に上型23が降下すると、クッション部材25やクッション材28のばね剛性は皿バネ35のばね剛性より弱いため、クッション部材25とクッション材28が縮み、このため、クランク軸Caが降下して、図41 (b) に示すように、打抜きポンチ27によってピン穴pが打抜かれる。また下受台26の下面は位置規制部材31に当接してそれ以上降下できなくなる。

更に上型23が降下すると、図42 (a) に示すように、皿バネ35とストリッパ29のクッション材28が縮んで可動台34が降下し、上ダイス37によりウェイト部w外周のバリbが打抜かれる。この際、前記打抜きポンチ27で打抜かれた打抜きカスはタマリ部38に入り込み、またバリbは上ダイス37とストリッパ29の間に収まっている。

以上のような手順により、ピン穴pの打抜きとウェイト部w外周のバリbの打抜きが同時に行われる。

打抜きが終了して上型22が上昇すると、図42 (b) に示すように、打抜きポンチ27で打抜かれた抜きカスは元の位置のピン穴pに戻され、また、打抜かれたバリbはウェイト部w外周の元の位置に戻される。そしてそれぞれの打抜きカスは、ワーク払出し時に排出される。

因みに、以上のように多段軸部jを下受台26の保持孔に嵌合させて打抜き加工を行えば、ピン穴pの精度が保証され、また外周をバランス良く加工することができ、精度保証のための機械加工を廃止することができる。

そして以上のような方法でピン穴pの成形と外周の成形を同時に行えば、効率良く加工することができる。

また、抜きカスを元の位置に戻してワーク払出しを行うため、金型に抜きカス

の排出路等を設ける必要がなく、しかも排出時間に手間取るような不具合を防止できる。

以上のように第7発明は、冷間鍛造で成形した軸付き円盤部品を下受台と上受台で保持し、上型を下降させて軸付き円盤部品を所定ストローク降下させて、下型の打抜きポンチにより円盤部に穴を打抜いた後、更に上型を下降させて上ダイスにより円盤部の外周の打抜きを行うようにしたため、穴明け作業と外周打抜き作業が同一の工程で行われ、生産性を向上させることができる。

また、精度の良い穴明け加工とバランスの良い外周打抜きを行うことができ、また、それぞれの抜きカスを打ち抜き前の位置に戻してワーク扱出し時に排出するようにしたため、成形金型に打抜きカスの排出路等を設ける必要がなく、除去時間に時間をかけるような不具合も生じない。

第8発明は、クラック等が入りにくい冷間鍛造用金型に関するものであり、この第8発明を図43～図48に基づいて説明する。図43は冷間鍛造用金型装置の断面図、図44は冷間鍛造用金型装置のパンチの断面図、図45は図44のA方向矢視図、図46は図44のB部拡大図、図47は図44のC部拡大図である。

冷間鍛造用金型装置は下型50と上型70とから構成されている。下型50はベース上にバックアップロック51を固定し、このバックアップロック51上にハードプレート52を配置し、このハードプレート52の外側にハードプレートガイドリング53を設け、前記ハードプレート52上にダイアンビル54を配置し、このダイアンビル54の外側にダイアンビルガイドリング55を設け、ダイアンビル54の上に絞りダイスインサート56を配置し、この絞りダイスインサート56の外側に絞りダイス補強リング57を設け、絞りダイスインサート56の上に据込ダイスインサート58を配置し、据込ダイスインサート58の外側に据込ダイスインサート補強リング59を設け、更に前記絞りダイス補強リング57及び据込ダイスインサート補強リング59の外側にダイスガイドリング60を設けている。

一方、上型70は上型調整プレート71に上型バックアップロック72を取り付け、この上型バックアップロック72の外側にガイドリング73を設け、このガイドリング73の下端に螺合した上型固定リング74にて成形パンチ補強

リング75とこの内側に設けられたニブ76を保持している。

ニブ76は図44及び図45にも示すように、内側ニブ77と外側ニブ78とに分割され、夫々の下面是、クランクシャフトのウェイト部とピン穴部（後にピン穴を形成する部分）を成形する成形面77aと周辺を成形する成形面78aとなっている。

成形面78aには、成形時径方向外側に向かう力が作用するため、この力によって外側ニブ78内部に引張りの円周方向応力が生じ、成形パンチ補強リング75は、この応力を緩和するため、すなわち、予め外側ニブ78の内部に圧縮の円周方向応力を付与するために使用される。

一方、外側ニブ78に内側ニブ77を焼き嵌めすると、外側ニブ78は径方向外側に押し広げられるため、内部に引張りの円周方向応力が生じる。

以上のように、外側ニブ78に対する内側ニブ77の焼き嵌めは、成形パンチ補強リング75の効果を打ち消すように作用するため、補強の効果が得られるようするため、内側ニブ77と外側ニブ78の焼き嵌め代は0.2%、外側ニブ78と成形パンチ補強リング75との焼き嵌め代は0.5%としている。

内側ニブ77と外側ニブ78との分割面79は、成形時に径方向応力が主として作用する部分と軸方向応力が主として作用する部分との境界近傍に設定している。

以上において、上型70を上昇させた状態で、予備成形されたクランクシャフト素材Wの軸部を据込ダイスインサート58内に挿入し、この状態で上型70を下降せしめ、据込ダイスインサート58とニブ76との間で、クランクシャフトのウェイト部を据え込み成形する。

ところで、上記の位置に分割面79を設定した理由を図48に基づいて説明する。ここで、図48は成形パンチの径方向位置と成形時の金型の変形量との関係を模式的に拡大したものであり、図48から、外側ニブ78のコーナ部78aには成形時に径方向外側に向かう力と、軸方向上方に向かう力とが合成された力、つまり図48において右斜め上方向の力が作用し、内側ニブ77の下面77aには軸方向上方に向かう力が作用することが分る。

したがって、ニブ76を分割しない場合には、これら異なる方向の力の境界部

でクラック等が発生しやすいことが理解できる。そして、クラック等が発生しやすい箇所を分割面79として、内側ニブ77と外側ニブ78のいずれにも無理な力が作用しなくなる。

ところで、異なる方向の力の境界部の観点からは、図44において、分割面79は更に外側位置79aにする方が有利である。しかしながら、分割面を実施例の位置よりも外側に移動すると、図47に示すように内側ニブ77の一部に薄肉部77bが存在することになり、この部分77bに欠け等が発生しやすくなる。そこで、異なる方向の力の境界部から若干内側に寄った部分を本実施例では分割面79としている。尚、薄肉部77bが生じない場合には、なるべく異なる方向の力の境界部を分割面79にすることが好ましい。

また、図48から明らかなように、内側ニブ77には外側ニブ78よりも強く軸方向力が作用するので、内側ニブ77の軸方向変形量が外側ニブ78の軸方向変形量より大きくなり、段差が生じる。

上記の段差をそのままにしておくと、段差が成形品（クランクシャフト）に転写されてしまう。そこで、本実施例にあっては、図46に示すように、内側ニブ77と外側ニブ78の下端成形面を面一とした状態で、内側ニブ77の上端面77cを外側ニブ78の上端面78cよりも若干上方に突出（実施例では0.2mm）せしめている。

このようにすることで、成形時には内側ニブ77の上端面77c及び外側ニブ78の上端面78cはともに上型バックアップブロック72の平坦な下面に当接して面一となるので、内側ニブ77の成形面77aが外側ニブ78の成形面78aよりも若干下方に突出することになるが、前記したように内側ニブ77には外側ニブ78よりも大きな軸方向力が作用するため、軸方向変形量も大きく、結果としてそれぞれの成形面77a、78aが一致し、段差を形成することがなくなる。

第8発明によれば、クランクシャフト等を冷間鍛造する金型装置として、成形パンチを構成するニブを内側ニブと外側ニブに分割し、しかもこの分割面を、成形時にニブに作用する異なる方向の力の境界部の近傍に設定したので、金型にクラック等が入りにくく熱間鍛造よりも成形に負担がかかる冷間鍛造用金型の寿命

を延ばすことができる。

また、内側ニブの寸法の軸方向寸法を、成形時の軸方向変形量を見込んで外側ニブよりも軸方向に突出するように設定することで、成形時に分割面に段差が生じることがなくなり、後加工も省略することができる。

特許請求の範囲

【請求項1】 連続して冷間鍛造を行うための鉄鋼材のビレットであって、C(炭素)が0.46～0.48wt%、Si(珪素)が0.14wt%以下、Mn(マンガン)が0.55～0.65wt%、P(リン)が0.015wt%以下、S(硫黄)が0.015wt%以下、Cu(銅)が0.15wt%以下、Ni(ニッケル)が0.20wt%以下、Cr(クロム)が0.35wt%以下含まれることを特徴とする冷間鍛造用ビレット。

【請求項2】 請求項1に記載の冷間鍛造用ビレットにおいて、このビレットを構成する炭化物のアスペクト比は300%以下であることを特徴とする冷間鍛造用ビレット。

【請求項3】 請求項1に記載の冷間鍛造用ビレットにおいて、このビレットの限界据込み率は90%以上であることを特徴とする冷間鍛造用ビレット。

【請求項4】 素材中の炭化物を球状化する第1の球状化焼鈍工程と、この第1の球状化焼鈍工程の後に所定の断面減少率で引抜き加工する引抜き工程と、この引抜き工程の後に内部の炭化物の分散を促進し球状化率を高めるために行う第2の球状化焼鈍工程からなることを特徴とする冷間鍛造用ビレットの製造方法。

【請求項5】 請求項4に記載の冷間鍛造用ビレットの製造方法において、前記引抜き工程における引抜き率を約20%にしたことを特徴とする冷間鍛造用ビレットの製造方法。

【請求項6】 請求項4に記載の冷間鍛造用ビレットの製造方法において、前記引抜き工程と第2の球状化焼鈍工程との間で、素材を所望の寸法に切断することを特徴とする冷間鍛造用ビレットの製造方法。

【請求項7】 請求項4に記載の冷間鍛造用ビレットの製造方法において、前記素材の成分割合は、C(炭素)が0.46～0.48wt%、Si(珪素)が0.14wt%以下、Mn(マンガン)が0.55～0.65wt%、P(リン)が0.015wt%以下、S(硫黄)が0.015wt%以下、Cu(銅)が0.15wt%以下、Ni(ニッケル)が0.20wt%以下、Cr(クロム)が0.35wt%以下であることを特徴とする冷間鍛造用ビレットの製造方法。

【請求項8】 加熱炉から導出した素材を圧延後に急冷することで表面を微

細なマルテンサイト組織とし、次いで素材を焼鈍して前記表面のマルテンサイトをフェライトとセメンタイトからなる微細な球状化組織とすることを特徴とする冷間鍛造用ビレットの製造方法。

【請求項9】 請求項8に記載の冷間鍛造用ビレットの製造方法において、前記焼鈍は、素材を約740℃で6時間保持した後、約680℃まで20℃/hrの冷却速度で降温し、その後炉冷することを特徴とする冷間鍛造用ビレットの製造方法。

【請求項10】 請求項8に記載の冷間鍛造用ビレットの製造方法において、前記焼鈍は、素材を約750℃で4時間保持した後、約735℃で3.5時間保持し、この後、約680℃まで15℃/hrの冷却速度で、その後炉冷することを特徴とする冷間鍛造用ビレットの製造方法。

【請求項11】 請求項8乃至請求項10に記載の製造方法において、前記素材は、C(炭素)が0.46~0.48wt%、Si(珪素)が0.14wt%以下、Mn(マンガン)が0.55~0.65wt%、P(リン)が0.015wt%以下、S(硫黄)が0.015wt%以下、Cu(銅)が0.15wt%以下、Ni(ニッケル)が0.20wt%以下、Cr(クロム)が0.35wt%以下含まれ、残部がFe(鉄)と不純物からなる炭素鋼であることを特徴とする冷間鍛造用ビレットの製造方法。

【請求項12】 請求項8乃至請求項11に記載の処理方法で得られたビレットに対し、中間で軟化処理工程を行うことなく連続して、絞り成形、据え込み成形、仕上げ成形等の冷間鍛造を行うようにしたことを特徴とする冷間連続鍛造方法。

【請求項13】 請求項12に記載の冷間連続鍛造方法において、この方法は、クランクシャフトの製造に適用することを特徴とする冷間連続鍛造方法。

【請求項14】 連続した冷間鍛造によりビレットからクランク軸を成形する方法であって、前記ビレットを押出して、本体部に連なる少なくとも2段以上の多段軸部を成形する第1の工程と、この成形品を据込み絞りして本体部の径を広げると同時に多段軸部の少なくとも一部の径を絞る第2の工程と、この成形品を据込み絞りして本体部を非対称形状に荒地加工すると同時に前記多段軸部の少

なくとも一部の径を絞る第3の工程と、この成形品の本体部の非対称境界部を加圧して本体部を仕上加工すると同時に軸中心にセンタ穴を成形する第4の工程と、この成形品の本体部の所定箇所にピン穴を打抜くと同時に本体部の外周を整形のため打抜く第5の工程からなることを特徴とするクランク軸の冷間鍛造方法。

【請求項15】 請求項14に記載のクランク軸の冷間鍛造方法において、前記第4の工程では、前記多段軸部の端部にスプライン成形を同時にを行うことを特徴とするクランク軸の冷間鍛造方法。

【請求項16】 複数の鍛造工程を経て、多段形状の中間素材から軸付き円盤部品を冷間鍛造する方法であって、前記中間素材の軸中心に対して、左右の体積が異なる非対称形状の円盤部を成形することを特徴とする軸付き円盤部品の冷間鍛造方法。

【請求項17】 請求項16に記載の軸付き円盤部品の冷間鍛造方法において、前記円盤部の左右の体積比は、概略1:2の配分であることを特徴とする軸付き円盤部品の冷間鍛造方法。

【請求項18】 請求項16又は請求項17に記載の軸付き円盤部品の冷間鍛造方法において、前記体積を配分するため、成形過程の途中で、素材の軸部から円盤部に連なる左右の連接部に傾斜角の異なる傾斜面を形成することを特徴とする軸付き円盤部品の製造方法。

【請求項19】 請求項18に記載の軸付き円盤部品の冷間鍛造方法において、前記傾斜角は、体積の多い側の傾斜角を体積の少ない側の傾斜角より浅くすることを特徴とする軸付き円盤部品の冷間鍛造方法。

【請求項20】 C(炭素)が0.46~0.48wt%、Si(珪素)が0.14wt%以下、Mn(マンガン)が0.55~0.65wt%、P(リン)が0.015wt%以下、S(硫黄)が0.015wt%以下、Cu(銅)が0.15wt%以下、Ni(ニッケル)が0.20wt%以下、Cr(クロム)が0.35wt%以下含まれ、残部がFe(鉄)と不純物からなる炭素鋼を素材として連続した冷間鍛造を行ってクランク軸を成形し、その後、時効処理を施すことを特徴とするクランク軸の冷間鍛造方法。

【請求項21】 C(炭素)が0.46~0.48wt%、Si(珪素)が0.

1.4wt%以下、Mn(マンガン)が0.55~0.65wt%、P(リン)が0.015wt%以下、S(硫黄)が0.015wt%以下、Cu(銅)が0.15wt%以下、Ni(ニッケル)が0.20wt%以下、Cr(クロム)が0.35wt%以下含まれ、残部がFe(鉄)と不純物からなる炭素鋼を素材とし、この素材に第1の球状化焼鈍工程を施し、この第1の球状化焼鈍工程の後に所定の断面減少率で引抜き加工する引抜き工程を施し、この引抜き工程の後に内部の炭化物の分散を促進し球状化率を高めるために行う第2の球状化焼鈍工程を施してビレットを形成し、このビレットを用いて連続した冷間鍛造を行ってクランク軸を成形し、その後、時効処理を施すことを特徴とするクランク軸の冷間鍛造方法。

【請求項22】 請求項20または請求項21に記載のクランク軸の製造方法において、前記時効処理は、250~350℃の温度で1~2.5時間保持し、その後常温まで放冷することを特徴とするクランク軸の冷間鍛造方法。

【請求項23】 冷間鍛造で成形した軸付き円盤部品の軸部を成形金型の下受台で保持し、上型を下降させて軸付き円盤部品の円盤部を下受台と上受台で保持して軸付き円盤部品を所定ストローク降下させ、この際、下型の打抜きポンチにより円盤部の所定部位に穴を打抜いた後、更に上型を下降させて上ダイスにより円盤部の外周の打抜きを行うようにしたことを特徴とする軸付き円盤部品の冷間鍛造成形方法。

【請求項24】 請求項23に記載の軸付き円盤部品の冷間鍛造方法において、前記打抜きポンチによって打ち抜かれた抜きカスを上受台のタマリ部に収容し、上ダイスによって打抜かれた抜きカスを下型と上ダイス間で保持するとともに、その後上型が上昇した際、それぞれの抜きカスを打ち抜き前の円盤部の原位置に嵌め込んでワーク抜出し時に排出するようにしたことを特徴とする軸付き円盤部品の冷間鍛造成形方法。

【請求項25】 冷間鍛造で成形した軸付き円盤部品の円盤部の所定部位に穴を明け、同時に円盤部の外周を打抜くようにした成形金型装置であって、前記軸付き円盤部品の軸部を保持し且つ所定ストローク上下動自在な下受台と、下型に固定される打抜きポンチと、上型の下降により前記下受台とともに軸付き円盤部品の円盤部を保持する上受台と、この上受台に対して相対的に上下動自在な上

ダイスを備え、上型の下降により前記軸付き円盤部品を所定ストローク降下させる途中で、前記打抜きポンチにより円盤部に穴を明けることができるようになり、上型が更に降下すると、軸つき円盤部品の下降が停止して円盤部の外周を前記上ダイスにより打抜くことができるようになることを特徴とする冷間鍛造用金型装置。

【請求項26】 パンチとダイス間で冷間鍛造用素材を据え込み成形する冷間鍛造用金型装置において、前記パンチはニブとニブの外側に嵌合する補強リングを備え、更に前記ニブを互いに嵌合する内側ニブと外側ニブに分割し、これら内側ニブと外側ニブとの分割面を成形時に径方向応力が主として作用する部分と軸方向応力が主として作用する部分との境界部近傍に設定したことを特徴とする冷間鍛造用金型装置。

【請求項27】 請求項26に記載の冷間鍛造用金型装置において、成形時に軸方向応力が主として作用する内側ニブの軸方向寸法を、成形時の軸方向変形量を見込んで外側ニブよりも軸方向に突出するよう設定したことを特徴とする冷間鍛造用金型装置。

【請求項28】 請求項26に記載の冷間鍛造用金型装置において、この金型装置は、クランクシャフトのウェイト部を成形することを特徴とする冷間鍛造用金型装置。